第 51 卷 第 9 期
2015 年 9 月 第1085-1091页
金属学报
ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.9
Sep. 2015 pp.1085-1091

固溶温度对S32760双相不锈钢组织与耐点蚀性能的影响*

陈雨来[1)] 罗照银[2)] 李静媛[2)]
1) 北京科技大学冶金工程研究院, 北京 100083
2) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

摘 要 利用OM, EPMA, SEM, EDS, TEM等研究了固溶温度对S32760双相不锈钢热轧板显微组织的影响及合金元素的分布特征, 并通过电化学工作站测定了材料的耐点蚀性能. 结果表明, S32760双相不锈钢在1080 ℃以上高温固溶过程中, N元素从γ相扩散转移至δ相中. 若固溶后缓慢冷却, 则N原子又重新迁移回γ相中; 如果固溶后水冷, 则N原子来不及扩散, 于δ相中原位弥散析出Cr_2N颗粒. Cr_2N颗粒的数量由淬火前的固溶温度决定, 温度越高数量越多. 当固溶温度从1100 ℃升至1300 ℃时, δ相中N的固溶度快速上升, 其显微硬度由281 HV提高至345 HV; 而γ相由于相比例降低也使得N的浓度间接上升, 显微硬度由290 HV升至314 HV. 同时, 由于实验钢中含有W, S32760双相不锈钢热轧板在1040 ℃以下热处理有σ相析出, 因此其固溶水冷温度区间较窄, 最佳固溶温度为1060 ℃. 此温度保温60 min后水冷, 试样中无析出物, Brinell硬度为249 HBW, 点蚀电位为1068 mV, 维钝电流密度为1.48×10^{-4} A/cm^2.

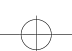
关键词 双相不锈钢, 固溶处理, 析出, 耐点蚀性能
中图法分类号 TG142.71 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)09-1085-07

EFFECT OF SOLUTION TEMPERATURE ON MICROSTRUCTURE AND PITTING CORROSION RESISTANCE OF S32760 DUPLEX STAINLESS STEEL

CHEN Yulai [1)], *LUO Zhaoyin* [2)], *LI Jingyuan* [2)]
1) Metallurgical Engineering Research Institute, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083
2) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083
Correspondent: LI Jingyuan, professor, Tel: (010)82376939, E-mail: lijy@ustb.edu.cn
Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51174026), National Science and Technology Pillar Program of the Twelfth Five-Year Plan (No.2012BAE04-B02)
Manuscript received 2015-01-15, in revised form 2015-06-04

ABSTRACT In order to obtain the optimal corrosion resistance, the characteristics of microstructure and alloy elements distribution of S32760 duplex stainless steel were studied after solid solution treatment at various temperatures from 1000 ℃ to 1300 ℃ by means of OM, EPMA, SEM, EDS and TEM. In addition, the pitting corrosion resistance was measured by the electrochemical workstation. The results show that the N atoms diffused into δ phase from γ phase during solution treatment when the temperature was higher than 1080 ℃. N atoms migrated back into γ phase when the subsequent cooling was slow enough. However, Cr_2N phase in situ precipitated during quenching because there was not enough time for the N atoms to diffuse back into γ phase. Cr_2N particles increased with the solution temperature increasing. Furthermore, σ phase precipitated when the tested sheet was heat treated

* 国家自然科学基金项目51174026和十二五国家科技支撑计划项目2012BAE04B02资助
收到初稿日期: 2015-01-15, 收到修改稿日期: 2015-06-04
作者简介: 陈雨来, 男, 1970年生, 副教授
DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00044



at or below 1040 ℃ due to the high content of N. Thus it is obvious that the solution temperature range of the S32750 duplex stainless steel is quite narrow, which is between 1040 ℃ and 1080 ℃, and it is confirmed that the optimal temperature is 1060 ℃. After treated at 1060 ℃ for 60 min, the Brinell hardness of S32760 steel is 249 HBW, pitting potential is up to 1068 mV and the passive current density is as low as 1.48×10^{-4} A/cm^2.

KEY WORDS duplex stainless steel, solution treatment, precipitation, corrosion resistance

超级双相不锈钢(super duplex stainless steel, 简称 SDSS)由于耐点蚀当量≥40, 具有比普通双相不锈钢更优异的耐蚀性能[1~3]. 这类不锈钢中通常含有20%以上的Cr (质量分数)及一定量的Mo和N, 与同性能级别的奥氏体不锈钢相比, 具有更高的强度、硬度和耐腐蚀性, 并可显著降低贵金属Ni的使用量[4]. UNS S32760 钢是一种添加了少量的W和Cu的新型超级双相不锈钢, 由于进一步提高了耐局部腐蚀能力, 因此可应用于条件苛刻的石油、化工、军工、造纸等领域[5,6].

超级双相不锈钢由于合金元素种类多、含量高, 热处理不当容易生成析出物, 如 χ, σ, Cr_2N 和 $M_{23}C_6$ 等[7~9], 析出物会大大降低双相不锈钢的耐腐蚀性和力学性能[10,11]. Lacerda 等[12]对 UNS S31803 双相不锈钢在1060, 1200和1300 ℃热处理后对两相比例、氮化物数量和形貌进行了研究, 并分析了其对疲劳性能的影响. Migiakis 等[13]在研究 S32760 双相不锈钢在等离子电弧焊过程中显微组织和耐腐蚀性能变化时发现, 由于熔化区和焊接热影响区的冷却速率较大, 使得钢的相比例平衡发生改变, 导致耐蚀性和机械强度下降. Elsabbagh 等[14]测定了 S32760 双相不锈钢在350~950 ℃时效后的冲击吸收功, 发现明显低于1150 ℃固溶处理后的值, 表明析出物严重影响了钢的韧性. 向红亮等[15]研究了固溶处理后的铸造S32760双相不锈钢在不同温度时效后的析出规律, 发现950 ℃时效后仍有少量σ相析出.

目前关于 S32760 双相不锈钢的研究报道不多[16,17], 尤其是W对其固溶、析出规律的影响作用尚缺乏深入探讨. 因此, 明确S32760双相不锈钢钢经不同固溶温度处理后的组织、耐腐蚀性能, 对合理制定其热处理工艺、提高性能, 开发该新钢种具有重要意义.

1 实验方法

实验材料为厚度12 mm的S32760热轧钢板, 表1给出了其化学成分以及ASTM A789标准中S32760钢的成分范围. 可以看出, 实验钢成分符合ASTM A789标准要求.

从热轧板上切取10 mm×10 mm×6 mm的试样(切取位置为热轧板中部), 试样在SRJX-8-13箱式电阻炉中经1000~1300 ℃每隔50 ℃保温60 min后水淬处理. 草酸溶液电解或王水腐蚀后, 在DM 2500M金相显微镜(OM)上进行显微组织观察, 用 JEOLJXA-8100型电子探针显微分析仪(EPMA)观察析出相元素分布. 采用VMHT 30M显微维氏硬度计测量了δ相和γ相的硬度, 利用EVO 18型扫描电子显微镜(SEM)及能谱分析仪(EDS)对组织及析出相进行了成分分析, 用JEM-2100F透射电子显微镜(TEM)观察并确定了析出物的形貌和晶体结构. 用XHB-3000 Brinell硬度计测定了固溶后试样的Brinell硬度, 并在PS-168C型电化学测量系统上测定了经不同温度固溶后试样的极化曲线. 点蚀电位实验方法参考GB/T 17899-1999, 实验介质是质量分数为3.5%的NaCl溶液, 恒温水槽温度(30±1) ℃, 参比电极为饱和甘汞电极(SCE), 辅助电极为石墨电极, 扫描速率为20 mV/min.

2 实验结果与讨论

2.1 固溶温度对显微组织的影响

图1所示为S32760热轧钢板在固溶水淬后的显微组织. 图中深灰色为δ相、浅灰色为γ相、亮白色颗粒和黑色弥散细小颗粒均为析出物. 1000 ℃固溶处理后, 可以看到组织中仍有大量未溶解的亮白色σ相颗粒(图1a). 1050 ℃固溶后水冷的组织由δ和γ

表1 实验用S32760双相不锈钢板及ASTM标准的化学成分

Table 1 Chemical compositions of S32760 duplex stainless steel and ASTM A789

(mass fraction / %)

Steel	C	Cr	Ni	Mo	N	W	Cu	Mn	Si	S	P	Fe
ASTM A789	≤0.030	24.0~26.0	6.0~8.0	3.0~4.0	0.20~0.30	0.50~1.00	0.50~1.00	≤1.00	≤1.00	≤0.010	≤0.030	Bal.
S32760 steel	0.014	25.11	6.93	3.51	0.253	0.69	0.69	0.77	0.52	0.001	0.028	Bal.

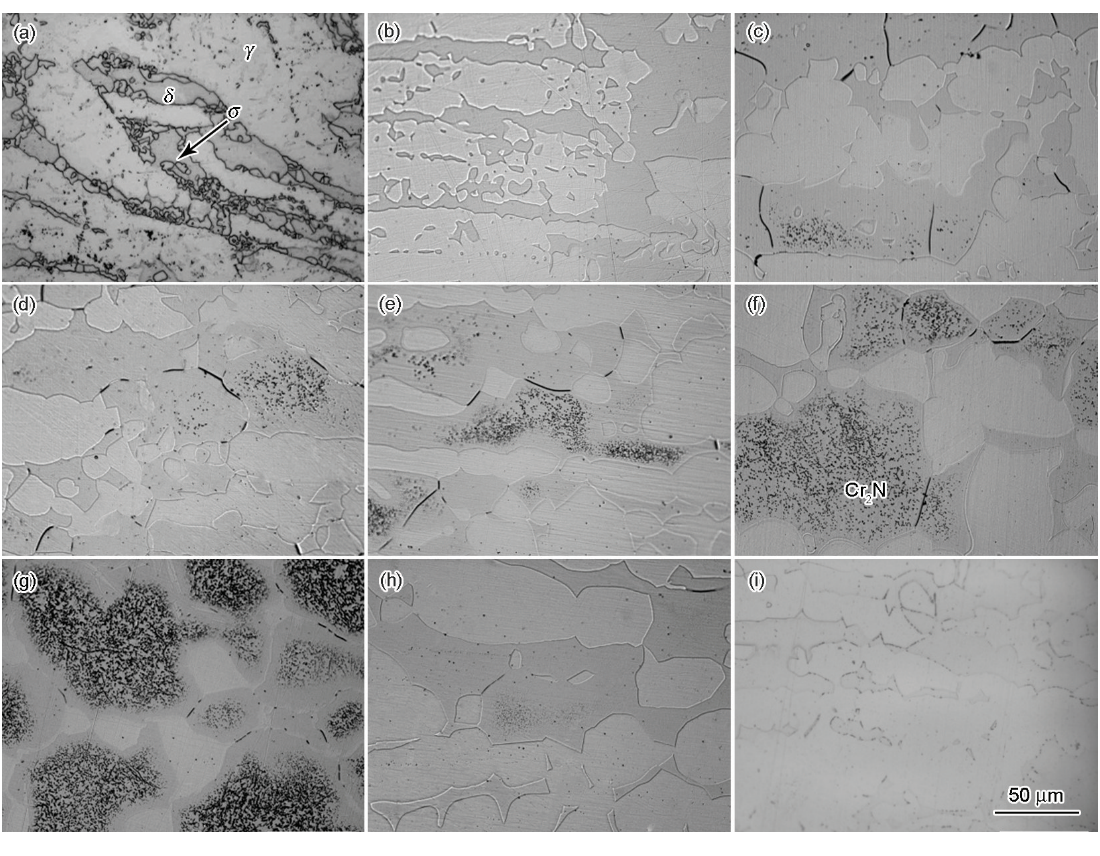


图 1 S32760 双相不锈钢不同温度固溶 60 min 后水冷的 OM 像

Fig.1 OM images of S32760 duplex stainless steel after solution treatment at various temperatures for 60 min

(a) 1000 ℃ (b) 1050 ℃ (c) 1100 ℃ (d) 1150 ℃ (e) 1200 ℃ (f) 1250 ℃ (g) 1300 ℃

(h) furnace cooling from 1300 ℃ to 1100 ℃ and then water cooling

(i) 1100 ℃ and then air cooling

相组成, 未观察到析出相(图 1b). 固溶温度为 1100~1300 ℃时, 在 δ 组织晶粒内部出现黑色弥散细小的颗粒状析出物, 并且随着温度升高, 析出物数量不断增多(图 1c~g). 图 1h 为 1300 ℃固溶后炉冷至 1100 ℃然后水冷至室温的金相组织. 对比 1300 ℃直接水淬的组织(图 1g)可以看出, δ 晶粒内部的弥散析出物数量明显减少, 其数量与 1100 ℃固溶水淬后(图 1c)相当, 这说明淬火前的温度决定了析出相的数量. 从图 1i 所示 1100 ℃固溶后空冷的组织中发现, δ 晶粒内部几乎没有析出物, 仅在晶界上有少量颗粒状析出物, 这表明冷却速率决定了析出数量, 快速冷却造成了 δ 晶粒内部大量弥散析出, 慢的冷却速率减少了析出. 因此可以分析得出, 析出物是在快速冷却过程中析出的, 而不是在高温保温过程中析出的.

从图 1g 中还可以看到, δ 相的晶界周围没有弥散析出相, 高温(如 1300 ℃)淬火后尤为明显, 即形成了晶界无析出自由区(precipitation free zone, PFZ), 这是由淬火空位造成的[18]. 据淬火空位的计算公式 $C = A \cdot \exp(-U_v/(kT))$ (式中, C 为空位浓度; A 为常系数, 估计值在 1~10 之间; U_v 为单个空位的形成能; k 为 Boltzmann 常数; T 为热力学温度)[19]可知, 高温时材料内部空位浓度远远高于室温时的浓度. 当试样水冷时, 极高的空位浓度被保留下来. 然而, 在冷却的过程中, 由于晶界和相界是超额空位的吸收区域, 因此其周围的空位迅速扩散至晶界或相界上, 使得界面周围的空位浓度低于晶粒内部. 低的空位浓度阻碍析出, 当低于析出相形核所需要的临界空位浓度时, 则形成 PFZ. 该区域的宽度由空位浓度决定, 冷却速率越快, 能够扩散到晶界的空位越少, PFZ 的宽度也就越窄[20].

图 2 所示为实验钢中基体与 σ 相的合金元素含量的 EPMA 面扫描分析结果. 从图中可以看出, σ 相中富集 Cr, Mo 和 W, 贫 Ni, 也就是说, 由于加入 W 使得双相不锈钢中 σ 相的化学成分发生变化, 其析出也受到一定的影响. 如图 1a 所示, 1000 ℃保温 60 min 后仍有相当数量的 σ 相存在的现象表明, W 提高了双相不锈钢中 σ 相的稳定性, 使其易于析出,

不易于溶解.

2.2 Cr_2N析出及N原子在δ和γ相的迁移扩散

从图1可以看出, 与通常双相不锈钢不同, 1000 ℃淬火处理后S32760双相不锈钢中仍有大量σ相. 将该温度的试样深度电解腐蚀后通过SEM观察, 结果如图3a所示. 可以看出, 试样内部δ相基体及δ/γ相界上均分布有粒径3~5 μm的颗粒状析出物, 并且在析出物周围有凹坑. 对图3a中的不同相进行EDS分析, 结果如表2所示, 从化学成分上可判断, 观察到的颗粒状析出物为奥氏体. 由δ相的共析分解反应$\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$可以推断, δ相分解生成σ和γ_2两相, 因此可以断定γ_2相周边的凹坑是电解过程中σ相脱落造成的. 向红亮等[21]通过对3种含N量不同的29Cr超级双相不锈钢点蚀形貌进行观察, 认为N含量的增加, 可以提高奥氏体相的耐点蚀性能, 从而使腐蚀易先在奥氏体与铁素体晶界以及铁素体晶粒内部发生. 腐蚀坑在铁素体晶粒内不断扩展长大, 最终铁素体内的奥氏体颗粒被腐蚀坑包围, 直到奥氏体颗粒脱落. 图3a所示的组织形貌, 与上述观点一致. 如图3b所示, 1300 ℃固溶淬火试样中原δ相内析出的大量细小弥散的析出物, 经侵蚀后已基本脱落, 留下规则的尺寸不足1 μm的方形凹坑, 在晶界和相界附近以及γ相内没有发现析出物. 可以看出, 1300 ℃的析出物形貌与1000 ℃有明显差别.

由于高温固溶淬火后出现的弥散析出物在高达1300 ℃时仍然存在, 并且温度越高、冷却速率越快, 析出越多, 因此判断其析出机理不同于普通的时效析出. 对1250 ℃固溶淬火试样做了TEM分析, 实验结果如图4所示. 图4a为析出物形貌, 可以

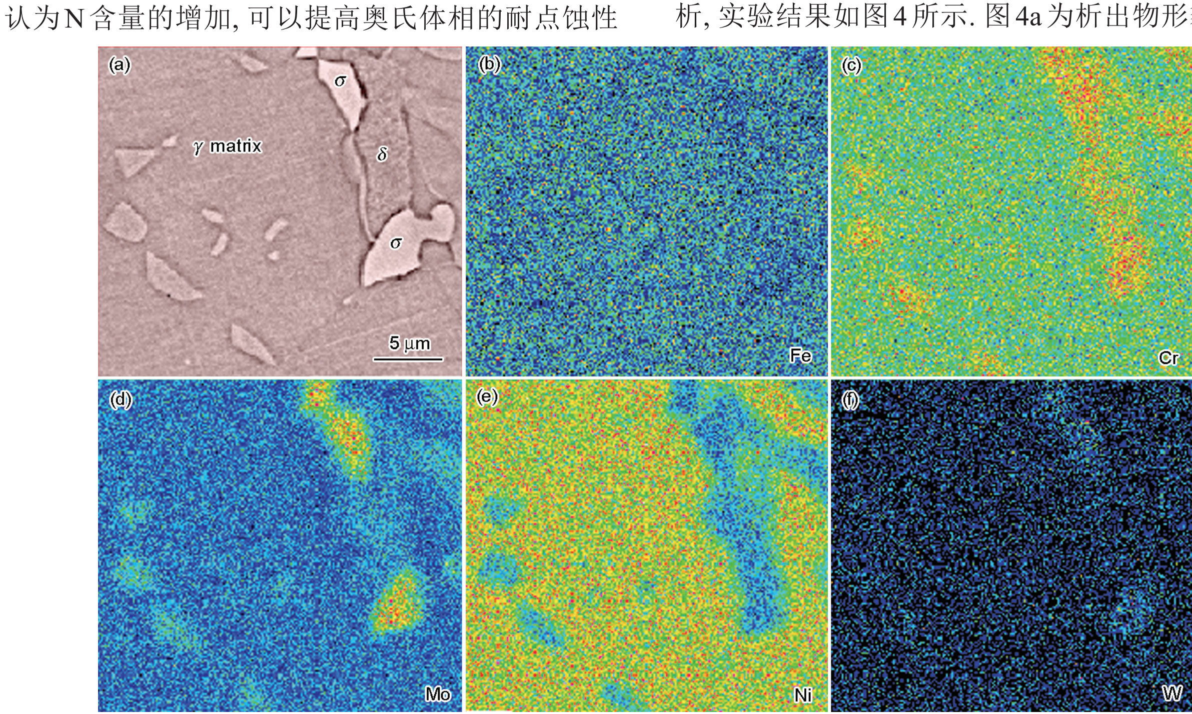


图2 S32760双相不锈钢1000 ℃保温60 min后的SEM像及EPMA面扫描结果

Fig.2 SEM image (a) and EPMA mapping of elements (b~f) in S32760 duplex stainless steel after treatment at 1000 ℃ for 60 min

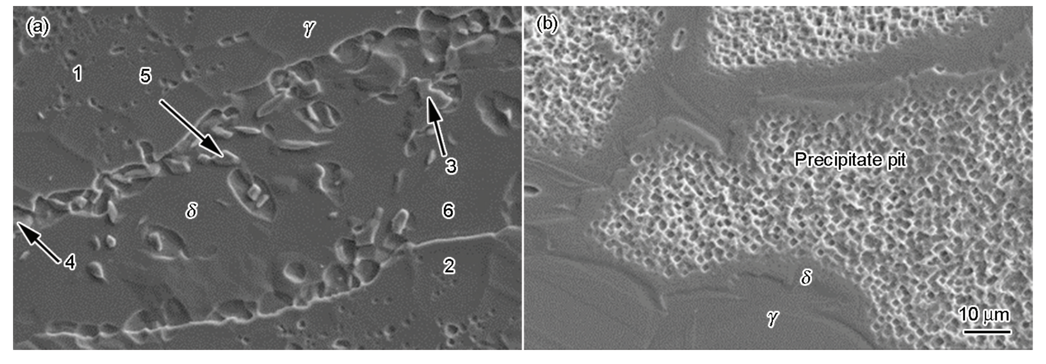


图3 经1000和1300 ℃热处理后试样内部析出物及其脱落后的SEM像

Fig.3 SEM images of samples after heat treatment at 1000 ℃ (a) and 1300 ℃ (b)

看出其粒径约为100 nm, 近似方形, 与SEM下观察到的δ晶粒内的凹坑形貌一致. 对该析出物以及基体的衍射斑点进行标定, 结果如图4b所示. 结果显示, 该析出物为简单六方结构. 析出颗粒衍射花样的3组晶面$(4\bar{2}\bar{6}3)$, (0006)和$(4\bar{2}\bar{6}9)$的晶面间距依次为0.19034, 0.21305 和0.11634 nm, 与Cr_2N的PDF卡中相应的标准晶面间距偏差依次为0.77%, 2.23%和−1.49%. 衍射花样上晶面$(4\bar{2}\bar{6}3)$和晶面(0006)夹角的测量值与自洽检验得到的标准角度值63.4°间的偏差为−0.8%, 因此可以断定析出颗粒为Cr_2N. Cr_2N颗粒与δ相基体间的位向关系为$[1\bar{2}30]_{Cr_2N}//[001]_{\delta}$, 这一点不同于固溶时效后在$\delta$晶粒内析出的$Cr_2N$颗粒与基体的取向关系$[0001]_{Cr_2N}//[001]_{\alpha}$ [5].

研究[5]已经证明, Cr_2N的析出温度范围为700~1000 ℃, 按照热力学分析, 其析出温度也不会在1100 ℃以上甚至1300 ℃. 从本实验结果可知, 冷却速率越慢, Cr_2N析出越少, 因此可以推断Cr_2N是在水冷过程中析出的, 即高温固溶于δ相中的N原子, 由于室温固溶度大幅度下降, 而水冷时N原子来不及扩散, 因此在δ相中原位析出Cr_2N.

表2 图3a中典型相化学成分的EDS分析

Table 2 EDS analysis on chemical compositions of various phases in Fig.3a

Point	Mass fraction / %			Phase
	Cr	Mo	Ni	
1	22.04	2.64	7.99	γ
2	21.67	2.50	10.64	γ
3	25.23	3.79	4.26	δ
4	20.33	2.14	8.26	γ
5	19.76	2.17	7.69	γ
6	19.68	2.30	7.68	γ

大量基于双相不锈钢的研究都认为N是促进γ相形成元素, N在γ相中的固溶度远高于在α相中, 钢中N主要分布在γ相中. 如Garfias-Mesias等[22]在研究双相不锈钢S32550的两相成分对其耐点蚀性能的影响时, 先假设δ相中的N含量在室温下的饱和值约0.05%, 然后通过实验测定高温下两相比例变化并运用质量守恒定律来确定γ相中的N含量, 再分别进行两相耐点蚀当量的计算. 但从本实验中1100~1300 ℃固溶水冷后Cr_2N析出数量的变化可以发现, N在δ相中的固溶度在此范围内发生了剧烈变化, 即随着温度升高, N在δ相中的固溶度迅速提高, 即发生了N从γ相向δ相中的扩散迁移. 大量迁移至δ相中的N原子, 在缓冷过程中可以扩散回到γ相, 而在激冷过程中则以Cr_2N原位弥散析出.

两相显微硬度的分析结果也验证了高温下N原子向δ相中扩散的现象. 实验结果表明, 虽然两相的硬度都随着固溶温度升高而呈线性增加, 然而δ相硬度的增加速率更大. 1100 ℃固溶水冷后, γ相的硬度高于δ相, 分别为290 和281 HV. 当固溶温度升至1200 ℃以上时, δ相的硬度高于γ相. 从1100 ℃升温至1300 ℃时, γ相的硬度仅提高24.6 HV, 而δ相的硬度提高了63.5 HV. 硬度变化来源于合金元素固溶度的变化. 由于N原子半径远小于Fe, 在Fe中以间隙原子形式存在于基体的八面体间隙中, 使Fe基体晶格产生不对称的畸变而形成间隙固溶强化[23]. 赵钧良等[24]证实了, 随着固溶温度的升高, 00Cr25Ni7Mo4N双相不锈钢的α相和γ相中Cr, Mo, Si和Ni的含量相差越来越小, 因此由这些合金

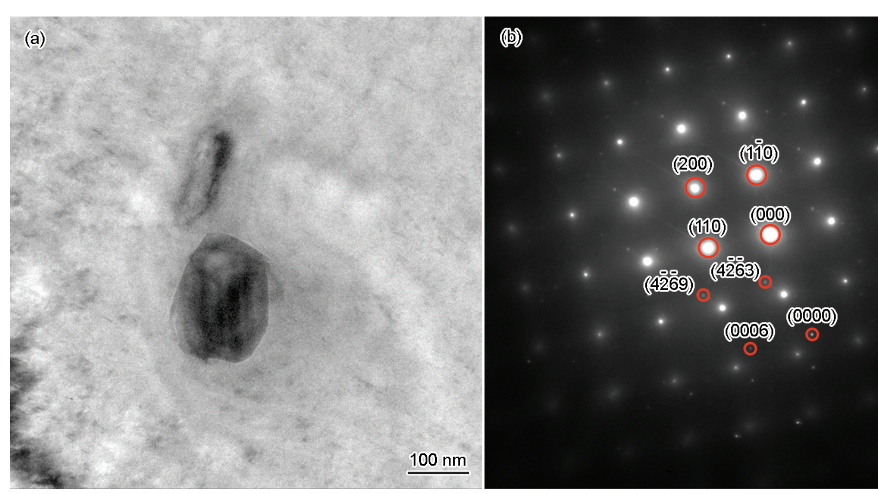


图4 S32760双相不锈钢1250 ℃固溶水冷后析出物的TEM像及析出物SAED谱

Fig.4 TEM image (a) and SAED pattern (b) of S32760 duplex stainless steel after solution treatment at 1250 ℃

元素形成的置换固溶强化作用在两相中的差别也在逐渐减小. 事实上由N原子形成的间隙固溶强化作用比Cr, Mo和Ni等元素形成的置换固溶强化作用大2个数量级左右[23]. 因此可以认为, S32760双相不锈钢中两相显微硬度的变化, 主要是受两相中N元素含量的影响. 随温度升高, δ和γ两相的硬度均升高, 表明两相中的N元素浓度均提高. 所不同的是, γ相中的N元素浓度上升来源于$\gamma\rightarrow\delta$相变, 即γ转变成δ相的部分N固溶度低, 残留的γ相中N浓度提高; δ相中N元素浓度上升则来自于从γ相中的扩散. 这种δ相的体积分数和硬度同时上升的实验结果, 说明了N原子从γ相向δ相中迁移的事实.

2.3 固溶温度对耐点蚀性能的影响

对于超低C (≤0.03%)的超级双相不锈钢, 很难发生任何类型的碳化物析出[5]. 但S32760双相不锈钢由于含有很高的N, Cr和Mo等合金元素, 高温热处理后容易析出σ和Cr_2N相. 这些析出物容易造成贫Cr区域, 因此降低材料的耐点蚀性能. 从前述实验结果可知, 1100 ℃以上固溶水冷后, δ晶粒内部存在Cr_2N颗粒, 而在1000 ℃及以下温度则有σ相. 因此需明确最佳固溶温度, 保证实验钢中无析出物产生.

将热轧态试样在1040~1100 ℃范围内每隔20 ℃保温60 min后水冷, 结果如图5所示. 由图可见, 1040 ℃固溶处理后σ相没有完全溶解, 其尺寸为2~5 μm (图5a); 1060 ℃处理后, 基体干净, 没有析出物(图5b); 1080 ℃固溶水冷后的δ晶粒内已经开始有Cr_2N析出(图5c). 因此可以初步明确, S32760热轧实验钢的最佳固溶水冷温度为1060 ℃.

按照ASTM A789和ASTM A240的规定, S32760双相不锈钢管和板带材在固溶后的硬度值应分别小于300和270 HBW. 本实验中, S32760双相不锈钢经1040~1100 ℃保温60 min固溶水淬后, 硬度均达到上述标准要求. 其中, 在1040 ℃时, 由于σ相未完全溶解, 其硬度较高, 达到260 HBW; 而1060 ℃固溶试样中无析出物, 硬度最低为249 HBW; 温度继续升高至1080和1100 ℃后, 由于Cr_2N析出, 使得试样硬度逐步上升, 分别为254和256 HBW.

从图6所示1040~1100 ℃固溶水冷后的极化曲线可以看出, S32760双相不锈钢在NaCl溶液中具有较高的点蚀电位, 钝化区间比较宽, 所测试样在50~1000 mV内都处于钝化区. 在钝化区间内, S32760双相不锈钢表面形成致密的钝化膜, 因此对含Cl^-的溶液有较好的耐腐蚀性[25].

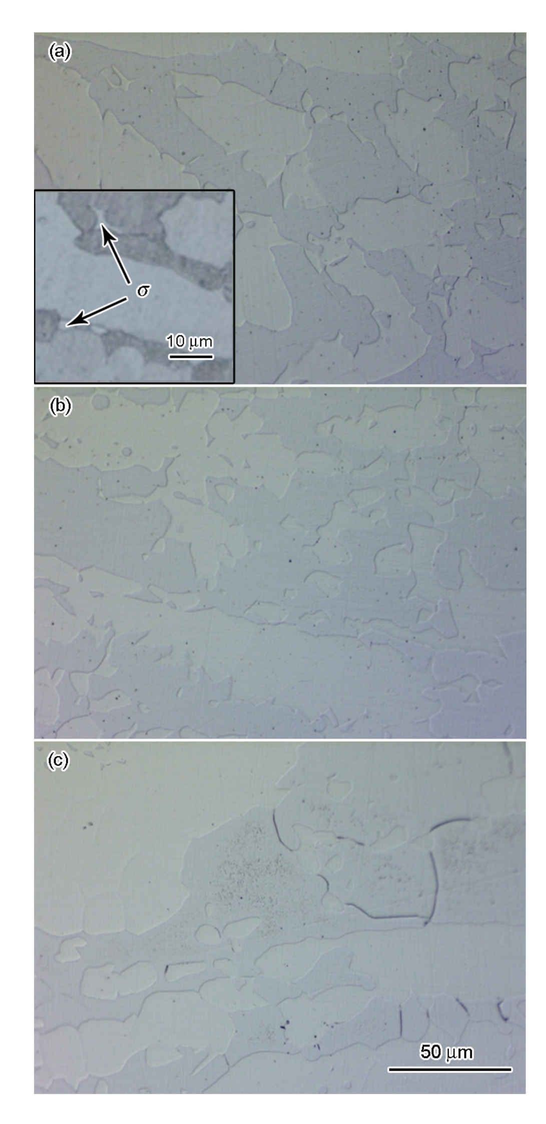


图5 S32760双相不锈钢不同温度固溶处理后的OM像

Fig.5 OM images of S32760 duplex stainless steel after heat treatment at 1040 ℃ (a), 1060 ℃ (b) and 1080 ℃ (c) for 60 min (Inset in Fig.5a show the high magnified image)

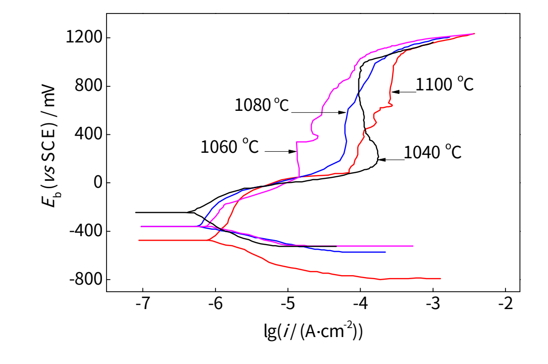


图6 S32760双相不锈钢经不同温度固溶处理后的极化曲线

Fig.6 Polarization curves of S32760 duplex stainless steel after solution treatment at various temperatures (E_b—pitting potential, i—passive current density)

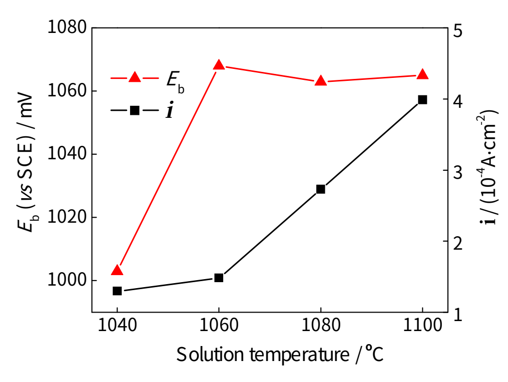


图7 S32760双相不锈钢经不同温度固溶处理后的点蚀电位及维钝电流密度

Fig.7 Pitting potential (E_b) and passive current density (i) of S32760 duplex stainless steel after solution treatment at various temperatures

各热处理温度的点蚀电位(E_b)和对应的维钝电流密度(i)如图7所示. 可以看出, 1040 ℃固溶试样的E_b相对较低, 仅1003 mV, 这是因为组织中仍然存在未溶的σ相. 当固溶温度升高至1060 ℃时E_b升高到最大值1068 mV, i为1.48×10^{-4} A/cm^2. 继续升高固溶温度, 虽然E_b变化不大, 大致稳定在1065 mV, 但是由于i呈线性增大趋势, 表明耐点蚀性能下降. 显然, 1060 ℃固溶水冷的试样具有最高的E_b和较低的i, 表明其耐点蚀性能最好, 该温度是最佳的固溶热处理温度.

3 结论

(1) S32760双相不锈钢热轧板在高温固溶过程中, N元素从γ相扩散转移到δ相中, 在随后的缓慢冷却过程中, N原子又重新迁移回γ相中. 然而如果固溶后水冷, N由于来不及扩散, 在δ相内过饱和, 从而原位弥散析出Cr_2N颗粒, 固溶温度决定了Cr_2N的析出数量.

(2) 固溶温度从1100 ℃升至1300 ℃, δ相中N元素浓度快速上升, 而γ相由于相比例降低也使得N浓度间接上升, δ相的显微硬度由281 HV快速上升至345 HV, γ相也由290 HV升至314 HV.

(3) S32760双相不锈钢由于N元素含量高, 因此1080 ℃以上固溶水冷后有Cr_2N相析出. 同时由于添加了W元素, 使得直至1040 ℃仍有σ相未溶析出. 因此其最佳固溶温度为1060 ℃, 此时试样中无析出物, Brinell硬度为249 HBW, 点蚀电位可达1068 mV, 维钝电流密度为1.48×10^{-4} A/cm^2.

参考文献

[1] Gurrappa I, Krishna Reddy C V. *J Mater Process Technol*, 2007; 182: 195

[2] Huang C S, Shih C C. *Mater Sci Eng*, 2005; A402: 66

[3] Migiakis K, Daniolos N, Papadimitriou G D. *Mater Manuf Processes*, 2010; 25: 598

[4] Sun X G. *Shanxi Metall*, 2013; (3): 6
(孙晓刚. 山西冶金, 2013; (3): 6)

[5] Wu J. *Duplex Stainless Steel*. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1999: 8
(吴 玖. 双相不锈钢. 北京: 冶金工业出版社, 1999: 8)

[6] Yang S M, Chen Y C, Chen C H, Huang W P, Lin D Y. *J Alloys Compd*, 2015; 633: 48

[7] Fargas G, Anglada M, Mateo A. *J Mater Process Technol*, 2009; 209: 1770

[8] Bettini E, Kivisäkk U, Leygraf C, Pan J. *Electrochim Acta*, 2013; 113: 280

[9] Du J, Wang C, Wang K, Chen K. *Intermetallics*, 2014; 45: 80

[10] Chen X H, Ren X P, Xu H, Tong J G, Zhang H Y. *Int J Min Met Mater*, 2012; 19: 518

[11] Zanotto F, Grassi V, Merlin M, Balbo A, Zucchi F. *Corros Sci*, 2015; 94: 38

[12] Lacerda J C, Cândido L C, Godefroid L B. *Int J Fatigue*, 2015; 74: 81

[13] Migiakis K, Papadimitriou G D. *J Mater Sci*, 2009; 44: 6372

[14] Elsabbagh F M, Hamouda R M, Taha M A. *J Mater Eng Perform*, 2014; 23: 275

[15] Xiang H L, He F S, Liu D. *Acta Metall Sin*, 2009; 45: 1456
(向红亮, 何福善, 刘 东. 金属学报, 2009; 45: 1456)

[16] Udayakumar T, Raja K, Afsal Husain T M, Sathiya P. *Mater Des*, 2014; 53: 226

[17] de Messano L V R, Sathler L, Reznik L Y, Coutinho R. *Int Biodeter Biodegr*, 2009; 63: 607

[18] Chen W, Wang X Y, Wang D Y, Zhang H G. *Heat Treat*, 2013; (3): 45
(陈 炜, 王晓燕, 王冬颖, 张会国. 热处理, 2013; (3): 45)

[19] Yan K R. *Metall Collections*, 1994; (1): 28
(颜宽然. 冶金丛刊, 1994; (1): 28)

[20] Li R S, Wang Z Y. *Acta Metall Sin*, 1994; 30: 477
(李仁顺, 王佐义. 金属学报, 1994; 30: 477)

[21] Xiang H L, Huang W L, Liu D, He F S. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 304
(向红亮, 黄伟林, 刘 东, 何福善. 金属学报, 2010; 46: 304)

[22] Garfias-Mesias L F, Sykes J M, Tuck C D S. *Corros Sci*, 1996; 38: 1319

[23] Yong Q L. *Secondary Phases in Steels*. Beijing: Metallurgy Industry Press, 2006: 7
(雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 7)

[24] Zhao J L, Xiao X S, Xu M H, Fang J X, Li J, Li M. *Shanghai Steel Iron Res*, 2006; (3): 33
(赵钧良, 肖学山, 徐明华, 方静贤, 李 钧, 李 明. 上海钢研, 2006; (3): 33)

[25] Comer A, Looney L. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 826

(责任编辑:毕淑娟)

